بررسی خواص مکانیکی و سازوکار شکست قطعات متالورژی پودر تهیه شده از فولادهای نیمه پیش‌آلیاژ شده*

حمید خرسند[۱] حسن عبدوس [۲] مصطفی امیرجان[۳]

چکیده

در این تحقیق، خواص مکانیکی و سازوکار شکست دو فولاد کم آلیاژ متالورژی پودر با باندهای نفوذی شامل Distaloy DH و Distaloy HP، مطالعه شده است. برای این‌منظور، نمونه‌های استاندارد در دمای C° ۱۱۲۰ به‌مدّت زمان ۳۰ دقیقه درون محیط N_2/H_2 تف‌جوشی شدند. برای بررسی تأثیر سرعت سرمایش از دمای تف‌جوشی بر خواص نهایی، دو نرخ سرمایش متفاوت استفاده شد. سپس، آزمون‌های چگالی‌سنجی، بررسی‌های ریزساختاری، شکست‌نگاری، سختی‌سنجی، کشش و خستگی بر روی نمونه‌های استاندارد انجام شدند. بررسی‌ها نشان داد که میزان حفره‌ها و مشخصّات تخلخل تأثیر قابل توجهی بر خواص مکانیکی فولادهای مورد بررسی دارد، به‌طوری که افزایش حدود ٤/٥ درصد در چگالی فولادهای Distaloy DH (با ۰/۲ درصد کربن) و Distaloy HP، به‌ترتیب منجر به بهبود استحکام کششی به‌میزان ٤٤ و ٢٦ درصد و بهبود استحکام خستگی به‌میزان ۵۵ و ٤٧ درصد در این فولادها شد. افزون بر این، یافته‌ها نشان دادند که نوع ریزساختار و نحوه‌ی توزیع فازهای متالورژیکی نقش مؤثری بر خواص مکانیکی و به‌خصوص رفتار خستگی، دارند. بهترین خواص در فولاد Distaloy HP با ۰/۵ درصد کربن و چگالی ۷/۲ g/cm^3 با سرعت سرمایش ۱/۲ °C/sec پس از تف‌جوشی، مشاهده شد. افزون بر این، مطالعات شکست‌نگاری نشان دادند که سازوکارهای عمده‌ی شکست در نواحی رشد ترک در این فولادها عبارتند از شکست انعطاف‌پذیر (دیمپل)، شکست تردِ کلیواژ (رخ‌برگی) و تشکیل خطوط موّاج.

واژه‌های کلیدی سازوکار شکست، خواص مکانیکی، فولادهای نیمه پیش‌آلیاژ شده.

A Study of Mechanical Properties and Fracture Mechanisms of Powder Metallurgy Parts Prepared using Semi Pre-alloyed Steels

H. Khorsand H. Abdoos M. Amirjan

Abstract

In the present study, the mechanical properties and fracture mechanisms of two powder metallurgy low alloy steels, i.e. Distaloy DH and Distaloy HP, were investigated. All samples were sintered at 1120 ºC for 30 min in N_2/H_2 atmosphere. For evaluation of the effect of cooling rate on final properties, samples were cooled from sintering temperature with two different cooling rates. In addition, density, hardness, and tensile and fatigue strengths of the samples were measured and microstructure and fractured surfaces were examined using standard methods. The results showed that pores characterizations, i.e. pores shape and distribution, have strong effects on the mechanical properties of sintered steels. For example, an increase in the density by 4.5% resulted in an increase in the tensile strength by 44% and fatigue strength by 55% for Distaloy DH steel containing 0.2% Carbon. These values for Distaloy HP steel were measured to be 26% and 47%, respectively. The results of experiments as well as those obtained from microstructural examinations for two investigated materials indicated that the type of microstructure and distribution of metallurgical phases affect the mechanical and fatigue behaviour of samples. Distalloy HP steel sample with 0.5%C and 7.2 g/cm^3 density after being cooled at 1.2 ºC/sec showed the best mechanical properties among all the samples investigated. Study of fractured surfaces indicated that the major mechanisms in crack growth region of the samples are ductile fracture, brittle fracture and formation of fatigue striations.

Key Words Fracture mechanism, Mechanical properties, Semi Pre-alloyed steels.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ۸۹/۹/۱٦ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۳/۲٦ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) استادیار گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی.

(۲) نویسنده‌ی مسوول: دانشجوی دکترای مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

(۳) دانشجوی دکترای مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

مقدمه

متالورژی پودر به فرایندی گفته می‌شود که در آن، قطعه با فشرده شدن پودر فلز درون قالب و حرارت‌دهی (تف‌جوشی) پس از آن در دمای مناسب، تولید می‌شود. این فرایند به‌عنوان یک روش مهم در تولید انبوه قطعاتی با دقّت ابعادی بالا مطرح است، ولی با توجه به ریزساختار متخلخل فولادهای متالورژی پودر که منجر به توزیع غیریکنواخت تنش در مناطق مختلف آن‌ها می‌شود، عوامل مختلفی بر شکست و از کارافتادگی آن‌ها با اعمال نیروهای مکانیکی مؤثرند [1,2].

بررسی خواص مکانیکی قطعات متالورژی پودر (PM) در عین پیچیدگی، توسط عوامل متعددی از قبیل مشخصه‌های تخلخل و چگونگی توزیع فازهای متالورژیکی در ریزساختار آن‌ها، تحت تأثیر قرار می‌گیرد [2]. کریستین و ژرمن، [4]، نشان داده‌اند که اندازه، شکل، فاصله‌ی جدایش و میزان تخلخل عوامل مهمی هستند که خواص مکانیکی و به‌خصوص رفتار خستگی فولادهای PM را متأثر می‌سازند. دو نوع متداول حفره در مواد متالورژی پودر قابل شناسایی است که شامل ریزساختارهای با حفره‌های منفرد و ریزساختارهای با حفره‌های به‌هم متصّل می‌شوند. ساختار تخلخل با حفره‌های به‌هم متصل در مقایسه با حفره‌های منفرد تأثیر بیش‌تری بر خواص کششی نهایی باقی می‌گذارند. در نمونه‌های متالورژی پودر حاوی کم‌تر از ٤ درصد تخلخل، بیش‌تر حفره‌ها به‌صورت منفرد مشاهده می‌شوند، این در حالی‌ست که افزایش میزان حفره‌ها به بیش از ۲۰ درصد، منجر به پیدایش حفره‌های با ساختار باز و به‌هم متصل می‌شود [5]. مطالعات و بررسی‌ها نشان داده‌اند که حفره‌های منفرد نقش چشم‌گیری در تغییر شکل حجمی فولادهای متخلخل بازی می‌کنند و به‌طور مؤثر، انعطاف‌پذیری ماکروسکپی را در مقایسه با حفره‌های باز، به‌دلیل افزایش نواحی شکست انعطاف‌پذیر از طریق سازوکار به‌هم پیوستن ریزحفره‌ها، افزایش می‌دهند [5,6]. از طرف دیگر، در ریزساختارهایی با حفره‌های به‌هم متصل، به‌دلیل وجود پیوندهای تف‌جوشی ضعیف بین ذرات پودر، شکست عمدتاً از طریق پارگی انعطاف‌پذیر بسیار موضعی به‌وقوع می‌پیوندد [7]. از این‌رو، فازهای موجود در ریزساختار و یا احیاناً تقویت آن‌ها نمی‌تواند منجر به ایجاد مقاومت در برابر شکست در این‌گونه ساختارها شود.

بسیاری از محققین، [6,5,8-10]، با انجام مطالعات تجربی نشان داده‌اند که مکان‌های مرجّح برای جوانه‌زنی ترک‌ها، حفره‌ها و یا تجمّع حفره‌هایی هستند که در سطح و یا نواحی نزدیک به آن واقع شده‌اند. هولمز و کویینی، [11]، پیشنهاد داده‌اند که تمرکز بالای تنش در حفره‌ها به‌خصوص آن‌هایی که در سطح قرار گرفته‌اند، دلیل لغزش موضعی می‌باشد، به‌گونه‌ای که جوانه‌زنی ترک را به‌همراه دارند. به‌طور کلی، شکل حفره‌ها از نقطه‌نظر میزان تأثیری که می‌توانند بر خواص مکانیکی داشته باشند، از اهمیّت برخوردار است. حفره‌هایی با شکل‌های بی‌قاعده، تمرکز تنش و ضریب شدّت تنش بالاتری را در مقایسه با حفره‌های کروی حین اعمال نیروهای مکانیکی پدید می‌آورند [6]. افزون بر این، نقش حفره‌ها در رشد ترک نیز مهم است، به‌گونه‌ای که حفره‌ها می‌توانند به‌عنوان نواحی اتصال، هنگامی‌که ترک در حال رشد بین اتصالات حفره‌ای است، مطرح شوند [12]. از این‌رو، تخریب خستگی و سایش به‌عنوان دو سازوکار عمده‌ی از کارافتادگی قطعات مهندسی، از تجمّع حفره‌های سطحی و یا نزدیک سطح آغاز شده و با رشد ترک در باندهای بین حفره‌ها، ادامه می‌یابد. عمر این‌گونه از نمونه‌ها به‌دلیل افزایش میزان کل حفره‌ها، کاهش می‌یابد. افزون بر حفره‌ها و نقش آن‌ها در شکست فولادهای متخلخل متالورژی پودر، ریزساختار این قطعات هم نقش موثر و مهمی را در این راستا ایفا می‌کند.

ریزساختار حاصل در مواد متالورژی پودر با توجه به روش آلیاژسازی، می‌تواند همگن و یا ناهمگن باشد. دیدگاه‌های متفاوتی در مورد تأثیر همگن و یا ناهمگن بودن ریزساختار بر رفتار تناوبی این مواد

وجود دارند. مطابق با دیدگاه کلاسیک، فولادهای با ساختار همگن (پیش آلیاژ شده) ترجیح داده می‌شوند. در مقابل، محققین دیگری، [13,16]، اعتقاد دارند که فازها در ریزساختار ناهمگن موجب تقویت یک‌دیگر (مانند مواد مرکب) شده و در نتیجه، موجب ارتقا و بهبود خواص مکانیکی و به‌خصوص، خواص خستگی می‌شوند. میزان این ناهمگنی به درصد کربن، دمای تف‌جوشی و سرعت سرد شدن پس از تف‌جوشی بستگی دارد [17].

ریزساختار متخلخل قطعات فولادی متالورژی پودر دلالت بر وجود تمرکز تنش اطراف حفره‌ها در طول بارگذاری دارد. گردنه‌های تف‌جوشیِ احاطه شده با حفره‌ها، مکان‌های ترجیهی برای جوانه‌زنی ترک در طول بارگذاری تناوبی هستند. در چند سال گذشته، روش‌های مختلفی برای تقویت گردنه‌های تف‌جوشی ارائه شده‌اند. یکی از این روش‌ها، استفاده از ریزساختار ناهمگن شامل فازهای متالورژیکی مستحکم است که در طول این گردنه‌ها و اطراف حفره‌ها توزیع شده‌اند. در واقع گردنه‌های تف‌جوشی می‌توانند در این روش، به‌طور مؤثر به‌وسیله‌ی یک ریزساختار شبکه‌ای با تنش تسلیم بالا که در میان ذرات پودرِ پایه تشکیل می‌شود، تقویت شوند [18]. به‌عنوان مثال، یکی از مهم‌ترین عناصر آلیاژی در این‌گونه فولادها مس می‌باشد. مس موجود در پودرهای با باندهای نفوذی، نقش مهمی را برعهده دارد. مس در حین تف‌جوشی ذوب شده و ذرات پودر را خیس می‌کند و به این ترتیب، به‌خوبی بر روی سطح تماس بین ذرات به‌دلیل نیروهای مویینی، توزیع می‌شود. در این حالت، پرلیت ریز و یا فاز مارتنزیت غنی از مس تشکیل می‌شود که می‌توانند به‌عنوان تقویت‌کننده‌های قوی برای گردنه‌های تف‌جوشی مطرح باشند. شبکه‌ی مارتنزیتی که از مارتنزیت غنی از مس تشکیل شده است، همه‌ی حفره‌ها را احاطه می‌کند و در نتیجه، جوانه‌زنی و رشد ترک‌ها از این حفره‌ها در بارگذاری خستگی را محدود می‌کند [15].

افزون بر این، تغییر مُرفولوژی لغزش می‌تواند به‌صورت موضعی و به‌دلیل ناهمگن بودن ترکیب شیمیایی در فولادهای دارای ریزساختار ناهمگن، ایجاد شود. از این‌رو، ایجاد موانعِ موضعی در ریزساختار آلیاژهای متالورژی پودر روش مناسبی برای به‌تأخیر انداختن رشد ترک و افزایش مقاومت به شکست و نیز، مقاومت به خستگی آن‌ها می‌باشد [19].

از سوی دیگر، ریزساختار فولادهای با پیوند نفوذی، به‌دلیل عدم نفوذ کامل در دماهای متداول تف‌جوشی، حاوی نواحی غنی از نیکل می‌باشند. این مناطقِ مستحکم و چقرمه با جلوگیری از رشد ترک‌هایی که از حفره‌ها جوانه زده‌اند، موجب بهبود و ارتقای عمر خستگی قطعاتی می‌شوند که در شرایط عمل‌کردی تحت بارهای تناوبی قرار دارند. مطالعات نسبتاً زیادی در ارتباط با تأثیر تف‌جوشی دما بالا بر رفتار خستگی انواع فولادهای متالورژی پودر انجام شده‌اند. بهبود عمر خستگی برای فولادهای همگن در اثر تف‌جوشی دما بالا، تقریباً برای همه‌ی محققین به‌اثبات رسیده است، در حالی‌که برای ریزساختارهای ناهمگن، دماهای بالای تف‌جوشی باعث نفوذ بیش‌تر نیکل در بین ذرات می‌شود و تمایل به توقّف ترک در این نواحی را کاهش می‌دهد. این اثر به‌گونه‌ای است که بهبود عامل شکل حفره‌ها نیز باعث جبران این کاهش نمی‌شود [20,21].

فولادهای متالورژی پودر همگن، از ترکیب فازهای یکسان در ذرات پودر و گردنه‌های تف‌جوشی تشکیل شده‌اند. به‌دلیل پدیده‌ی تمرکز تنش، جوانه‌زنی ترک در آن‌ها مربوط به شکست این گردنه‌هاست. به‌همین دلیل، این مواد به میزان تخلخل حساسند و افزایش چگالی برای خواص خستگی فولادهای همگن(Astaloy) مفید است. از طرف دیگر، مطالعات در مورد فولادهای با ریزساختار ناهمگن (Distaloy) نشان می‌دهند که گردنه‌های تف‌جوشی به‌طور مؤثری با حضور شبکه‌ی مارتنزیتی در این نوع فولادها تقویت شده است. در این مواد، شروع ترک عموماً مربوط به شکستِ ذرات پودرِ پایه است، [41,18,22,23]، که دارای ریزساختار فریتی/پرلیتی یا بینیتی با تنش تسلیم

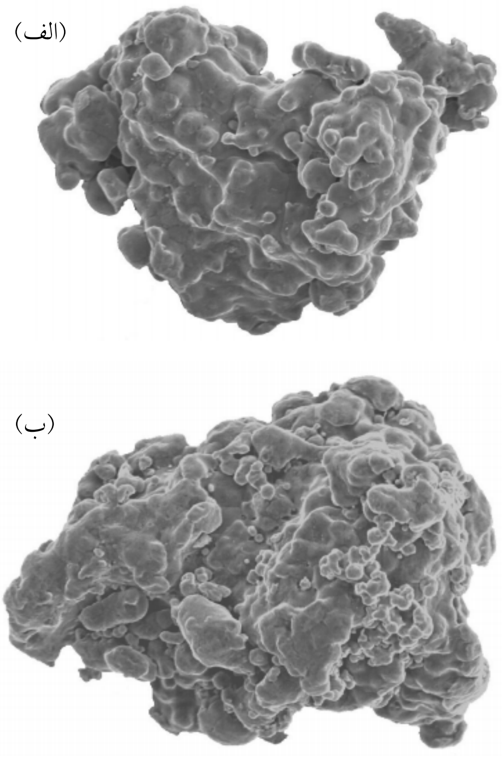
آستانه‌ای کم‌تر در مقایسه با مارتنزیت می‌باشند. بنابراین، رفتار تناوبی فولادهای متخلخل دارای ریزساختار ناهمگن، به‌دلیل حضور فازهای مستحکم همانند بینیت یا مارتنزیت در گردنه‌های تف‌جوشی، حساسیّت کم‌تری نسبت به حفره‌ها دارد و بیش‌تر متأثر از ریزساختار فولاد است.

یکی از مهم‌ترین روش‌ها برای ایجاد ریزساختاری با توزیع فازهای کنترل شده، استفاده از فولادهای با پیوند نفوذی می‌باشد. آلیاژسازی نفوذی (Distaloy) شامل ایجاد باندهای آلیاژی متالورژیکی بین ذرات پودر آلیاژی کوچک و ذرات بزرگ آهنی با فرایند نفوذ در حالت جامد می‌باشد. برای این منظور، پودرها برای تشویق ایجاد پیوند بین ذرات آهن و عناصر آلیاژی، قبل از فشردن و تف‌جوشی، تاب‌کاری می‌شوند[24].

با توجه به تأثیرات فوق‌الذکر، حفره‌ها به‌عنوان اجزای جدانشدنی فولادهای متالورژی پودر به‌همراه نوع و نحوه‌ی توزیع فازهای متالورژیکی، قادر به اعمال تأثیرات بسیار مهمی بر خواص مکانیکی این دسته از مواد می‌باشند. در این تحقیق، رفتار مکانیکی دو نوع از فولادهای مطرح که از پودرهای با پیوند نفوذی ساخته شده‌اند، بررسی شده است. افزون بر این، در نظر بوده است تا تأثیر میزان حفره‌ها، مشخصّات آن‌ها و نحوه‌ی توزیع فازهای متالورژیکی نیز بر خواص یاد شده مورد نظر قرار گیرد.

مواد و روش آزمایش

برای انجام این تحقیق، پودرهای با باندهای نفوذیِ Distaloy DH و Distaloy HP انتخاب شدند. مُرفولوژی ذرات پودر به‌ترتیب در شکل‌های (۱- الف و ۱- ب) ارائه شده است. توزیع اندازه‌ی ذرات برای هر دو نوع پودر به‌صورت مخلوطی از دانه‌های پودر با اندازه‌ی ۱۵۰ و ٤٥ میکرومتر می‌باشد. برای تولید قطعات، پودرهای مذکور با ۰/۲ و ۰/۵ درصد وزنی کربن به‌صورت ذرات ریز گرافیت (UF4) و ۰/۸ درصد وزنی استئارات روی به‌عنوان روان‌کار، مخلوط شدند. جدول (۱)، ترکیب شیمیایی نمونه‌ها را نشان می‌دهد.



شکل ۱ مُرفولوژی ذرات پودر برگرفته از برگه‌ی مشخصات شرکت هوگانس؛ Distalloy DH (الف)، و Distalloy HP (ب)

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌های مورد استفاده در این تحقیق

کد نمونه	نام پودر	آهن	مولیبدن	مس	نیکل	کربن
D1	Distaloy DH (D. DH)	Bal.	1/5	2	-	0/2
D2	Distaloy DH (D. DH)	Bal.	1/5	2	-	0/5
P1	Distaloy HP (D. HP)	Bal.	1/5	2	4	0/2
P2	Distaloy HP (D. HP)	Bal.	1/5	2	4	0/5

پودرهای اولیّه پس از مخلوط شدن، درون قالب و با فشارهای متفاوت (برای رسیدن به چگالی‌های مختلف) فشرده شدند و نمونه‌های تخت دَمبِل مانند مطابق با استاندارد ISO-۳۹۲۸ تهیه شدند. تف‌جوشی

نمونه‌ها در دمای ۱۱۲۰ °C و درون محیطی حاوی مخلوط هیدروژن و نیتروژن صورت پذیرفت. به‌منظور بررسی سرعت سرد شدن بر خواص این نمونه‌ها، سرعت سرمایش پس از تف‌جوشی به‌میزان‌های ۰/٤ °C/sec و ۱/۲ °C/sec انتخاب شد. چگالی همه‌ی نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM-B ۳۲۸ اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری سختی بر اساس استاندارد MPIF43 صورت پذیرفت. آزمون‌های خستگی محوری بر روی نمونه‌ها و در شرایط نیروهای کاملاً معکوس شونده و با فرکانس ١٦ هرتز به‌وسیله‌ی دستگاه آزمون خستگی سِروُهیدرولیک و در محدوده تنش ۱۲۰ تا ١٤٠ مگاپاسگال انجام گرفتند. افزون بر این، نمونه‌ها برای تعیین مقاومت کششی آن‌ها، کشیده شدند. به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی، به‌کمک میکروسکپ نوری ارزیابی شدند. برای حکّاکی شیمیایی، از محلول‌های پیکرال ٤ درصد و نایتال ۲ درصد استفاده شد. خصوصیّات حفره‌ها، قبل از حکّاکی نمونه‌ها، با استفاده از نرم‌افزار تحلیل تصویری به‌دست آمد. برای این‌منظور، محیط و مساحت حفره‌های موجود در ریزساختار قطعات مختلف اندازه‌گیری شد و عامل شکل حفره‌ها با استفاده از رابطه‌ی زیر محاسبه شد:

$$F = \frac{4\pi A}{P^2}$$

که در آن، A مساحت اندازه‌گیری شده‌ی حفره و P محیط حفره می‌باشد [26,27].

شکست‌نگاری سطوح شکست کشش و خستگی به‌کمک میکروسکپ الکترونی روبشی انجام شد.

نتایج و بحث

جدول‌های (۲) و (۳)، نتایج آزمون‌های تعیین چگالی، سختی، استحکام کششی، ازدیاد طول تا شکست و خستگی فولادهای مورد مطالعه را نشان می‌دهند. همان‌طور که از داده‌های موجود در این جدول‌ها معلوم است، فشار شکل‌دهی (چگالی)، میزان کربن و سرعت سرمایش پس از تف‌جوشی، از عوامل مؤثر بر خواص مکانیکی این نوع فولادها می‌باشند.

جدول ۲ خواص مکانیکی فولاد گروه D (Distalloy DH)

کد نمونه	سرعت سرمایش (°C/sec)	چگالی (g/cm^3)	سختی ویکرز (HV5)	استحکام کششی نهایی (MPa)	درصد ازدیاد طول	استحکام خستگی (MPa)
D1	۰/٤	٦/٦	۱۱۰	٤۱٥	۱/۲	١٤٠
D1	۰/٤	٦/۹	۱۳۱	٤۹۰	۱/٤	۱۷۱
D1	۰/٤	۷/۲	۱۷۳	٦۰۱	۲/۱	۲۱۸
D1	۱/۲	٦/٦	۱۳٥	٤٤٥	۰/۹	١٤٨
D1	۱/۲	٦/۹	١٦٢	٥٤٦	۰/۹	۱۹٤
D1	۱/۲	۷/۲	۲۰۱	٦۹٤	۱/۳	۲۷۱
D2	۰/٤	٦/٦	١٤٨	٤۹۰	۱	١٦٦
D2	۰/٤	٦/۹	۱۷٤	٥٤۱	۱/۱	۱۹٤
D2	۰/٤	۷/۲	۲۱۲	۷٦۰	۱/٤	۲۹۷
D2	۱/۲	٦/٦	۱۹٥	٥٥٤	۰/۸	۱۸٥
D2	۱/۲	٦/۹	۲٤٥	٦۲٤	۱	۲۲۸
D2	۱/۲	۷/۲	۳۱۷	۸۹۷	۱/۱	۳۷۰

جدول ۳ خواص مکانیکی فولاد گروه P(Distalloy HP)

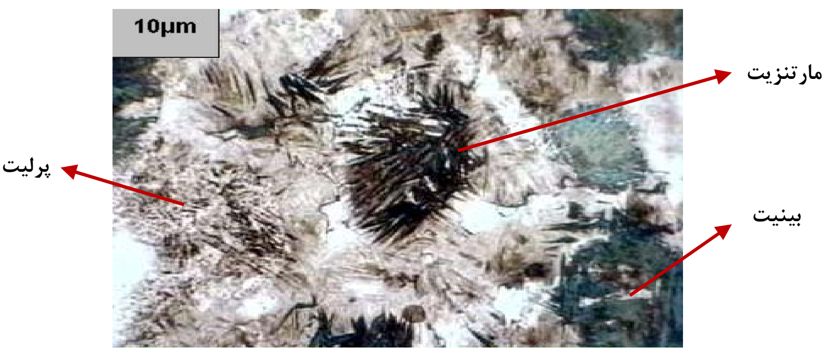
کد نمونه	سرعت سرمایش (°C/sec)	چگالی (g/cm^3)	سختی ویکرز (HV5)	استحکام کششی نهایی (MPa)	درصد ازدیاد طول	استحکام خستگی (MPa)
P1	۰/٤	٦/٦	۱۲۹	۵۷۰	۱/۷	۱۷٦
P1	۰/٤	٦/۹	۱۵۸	٦۲۰	۲/۰۵	۲۱۰
P1	۰/٤	۷/۲	۱۸۷	۷۲۰	۲/٤۵	۲۵۹
P1	۱/۲	٦/٦	۱٤۱	٦۱۰	۱/۱	۱۸٦
P1	۱/۲	٦/۹	۱۷۵	٦٦۸	۱/۳	۲۲۳
P1	۱/۲	۷/۲	۲۱۹	۷۸۰	۲	۲۸۷
P2	۰/٤	٦/٦	۱۸۰	٦۵۰	۱/۵	۲۱۰
P2	۰/٤	٦/۹	۲۳۱	۸۷۰	۱/۷	۲۹۱
P2	۰/٤	۷/۲	۲۹٤	۹۸۰	۲/۱	۳۸۰
P2	۱/۲	٦/٦	۲۱۸	۷۳۰	۰/۸	۲۲۹
P2	۱/۲	٦/۹	۲۷۹	۹۷۹	۱/۰۵	۳۲۱
P2	۱/۲	۷/۲	۳۵٤	۱۱۱۰	۱/٦	٤۲۲

در مورد تأثیر چگالی بر خواص مکانیکی می‌توان گفت که بهبود خواص مکانیکی با افزایش چگالی مشهود بوده است. حفره‌ها نقش دوگانه‌ای را بازی می‌کنند. تأثیر آن‌ها به‌عنوان نقاط مستعد برای جوانه‌زنی و رشد ترک اهمیّت دارد. بررسی نتایج تجربی نشان می‌دهند که با افزایش چگالی از g/cm^3 ٦/۹ به g/cm^3 ۷/۲در فولاد D.DH با ۰/۵ درصد وزنی کربن و سرعت سرمایش °C/sec ۱/۲، سختی، استحکام کششی و استحکام خستگی هر یک به‌ترتیب ٦۲، ٦۱ و ۱۰۰ درصد افزایش می‌یابند و این موضوع اهمیّت تأثیر چگالی حتی به‌میزان کم (حدود ٤/۵ درصد) بر خواص مکانیکی نمونه‌های متخلخل را نشان می‌دهد. در سایر موارد نیز وضعیّتی مشابه برقرار است. نکته‌ی دیگر این است که افزایش چگالی که با کاهش میزان حفره‌ها همراه است، تأثیر بیش‌تری بر استحکام خستگی در مقایسه با استحکام کششی داشته است. این موضوع نشان‌گر نقش متفاوت حفره‌ها در شکست‌های ناشی از نیروهای استاتیکی و دینامیکی می‌باشد. به‌عبارت دیگر، حفره‌ها نقش مخرب‌تری بر رفتار تناوبی فولادهای متالورژی پودر در مقایسه با رفتار استاتیکی آن‌ها ایفا می‌کنند.

فازهای مختلفی حین تف‌جوشی در نتیجه‌ی تغییرات موضعی ترکیب شیمیایی در ریزساختار نمونه‌ها، ایجاد می‌شوند. ریزساختار عمومی فولادهای مورد بررسی در شکل‌های (۲) و (۳) قابل مشاهده است. بررسی ریزساختاری فولادهای مورد مطالعه نشان می‌دهد که هر این فولادها دارای ریزساختاری ناهمگن هستند. فازهای متالورژیکی مختلف که نمایان‌گر وجود تفاوت غلظت عناصر آلیاژی در نقاط مختلف ریزساختارند، در این تصاویر قابل رویت می‌باشند. برای مثال، ریزساختار فولادهای گروه D متشکل از مارتنزیت، بینیت و مقدار کمی پرلیت می‌باشد. افزون بر این، ریزساختاری شامل مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقی‌مانده، برای فولادهای گروه P قابل مشاهده است. مسِ موجود در پودرهای با باندهای نفوذی، نقش مهمی را برعهده دارد. مس حین

تف‌جوشی ذوب می‌شود و ذرات پودر را خیس می‌کند و به‌این ترتیب، به‌خوبی بر روی سطح تماس بین ذرات، به‌دلیل نیروهای مویینگی، توزیع می‌شود. در این حالت، پرلیت ریز و یا فاز مارتنزیت غنی از مس تشکیل می‌شود. این ریزساختار، تقویت‌کننده‌ای قوی برای گردنه‌های تف‌جوشی می‌باشد. شبکه‌ی مارتنزیتی که از مارتنزیت غنی از مس تشکیل شده است، عموماً حفره‌ها را احاطه می‌کند و در نتیجه، جوانه‌زنی و رشد ترک‌ها تحت بارگذاری خستگی را از این حفره‌ها محدود می‌کند [15].

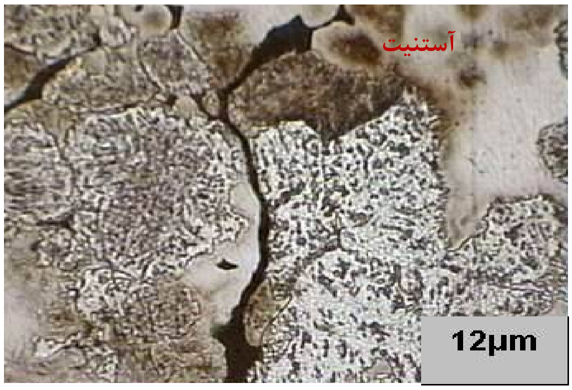
بارگذاری مکانیکی در فصل مشترک بین فازهای مستحکم (مانند مارتنزیت) و فاز یا مخلوط‌های فازی با استحکام کم‌تر (مانند بینیت و پرلیت)، منجر به تمرکز موضعی تغییر شکل موم‌سان در این مکان‌ها می‌شود و این رشد ترک از این مسیرها را به‌دنبال دارد. مطالعات ریزساختاری نشان می‌دهند که مسیر ترک برای فولادهای Distaloy HP عمدتاً در فصل مشترک بین فاز بینیت و مارتنزیت قرار دارد. چند ترک کوتاه در نمونه‌های نوع Distaloy HP مشاهده شده‌اند. در برخی از موارد، توقّف ترک در نتیجه‌ی برخورد آن به فاز آستنیت باقی‌مانده مانند آنچه در شکل‌های (٤) و (٥) نشان داده شده است، مشاهده شد. اثر نواحی آستنیت غنی از نیکل در توقف ترک‌های خستگی توسط سایر محققین نیز مشاهده و تأیید شده است [28-30]. ترک‌ها حین برخورد با آستنیت غنی از نیکل متوقّف شده و یا آنرا دور می‌زنند، به‌گونه‌ای که در هر دو حالت، رشد ترک با تأخیر مواجه می‌شود. بنابراین، ایجاد موانع موضعی در ریزساختار آلیاژهای با پیوند نفوذی، عامل مهمی در به‌تأخیر انداختن رشد ترک خستگی و افزایش عمر قطعات ساخته شده از این نوع پودرها می‌باشد. باید توجه داشت که وجود نیکل در ریزساختار و انتخاب صحیح دما و زمان تف‌جوشی و نیز، سرعت سرمایش مناسب، می‌توانند ریزساختار ناهمگن با توزیع مناسبی را پدید آورند که ارتقای خواص مکانیکی و به‌خصوص خستگی را به‌دنبال دارد. افزون بر این، با توجه به ناحیه‌ی موم‌سان در رأس ترک، احتمال وقوع استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت در نوک ترکِ در حال رشد در منطقه‌ی آستنیتی تقویت می‌شود. این پدیده موجب صرف مقداری از انرژی ترک می‌شود، به‌گونه‌ای که دیگر نمی‌تواند برای جوانه‌زنی و رشد استفاده شود. هاو، [31]، در تحقیق خود افزون بر اذعان به نقش مفید مناطق غنی از نیکل در توقّف ترک‌های خستگی، با بررسی ناحیه‌ی رأس ترک‌های متوقّف شده توسط میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM)، وجود صفحه‌های مارتنزیت که از تغییر شکل آستنیت به‌وجود آمده‌اند را تأیید می‌کند.



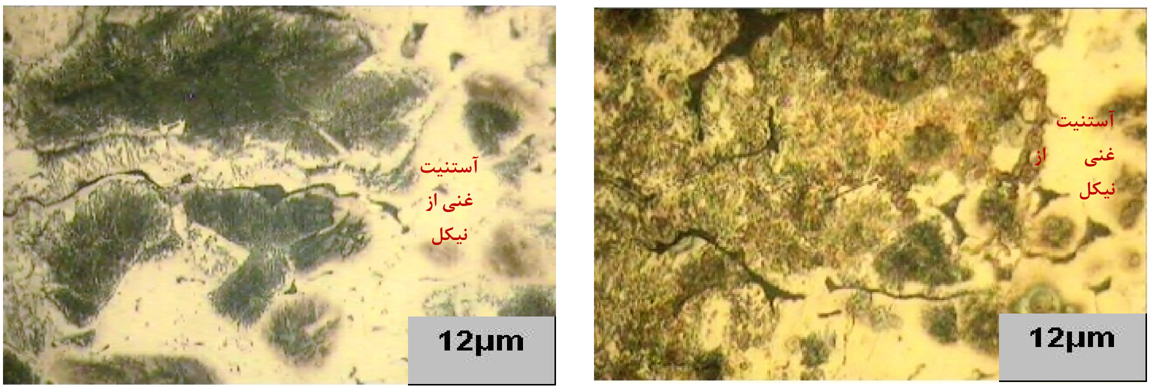
شکل ۲ ریزساختار کلی فولاد D



شکل ۳ ریزساختار کلی فولاد P



شکل ٤ ریزترک مشاهده شده در ساختار فولاد D.HP و توقّف آن در ناحیه‌ی آستنیت



شکل ۵ ریزترک‌های مشاهده شده در فولاد D.HP همراه با نواحی آستنیتی غنی از نیکل

مقایسه‌ی استحکام خستگی فولاد D.HP با فولاد D.DH در این تحقیق، بالاتر بودن استحکام خستگی فولاد D.HP را نشان می‌دهد. دلیل این رفتار را می‌توان تا حد زیادی به حضور نیکل در ریزساختار فولاد فوق‌الذکر و وجود نواحی آستنیت باقی‌مانده و در نتیجه، نقش مناطق چقرمه‌ی نیکل در توقّف و یا احیاناً انحراف مسیر ترک‌ها مرتبط دانست.

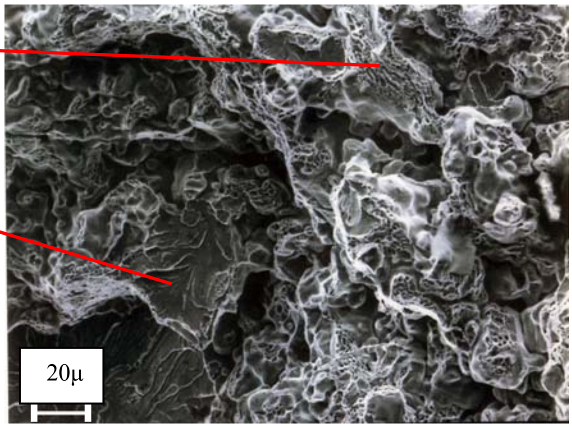
افزون بر این، مقایسه‌ی نتایج آزمون‌های تجربی

مربوط به خواص مکانیکی فولادهای مورد مطالعه که دارای چگالی‌های متفاوت بوده‌اند و با سرعت‌های مختلف سرد شده‌اند، نشان می‌دهد که در میزان پایین تخلخل فازهای متالورژیکی نقش مؤثرتری در بهبود خواص مکانیکی ایفا می‌کنند، در صورتی‌که در درصد بالای تخلخل (چگالی‌های کم) و به‌دلیل آن‌که پیش‌روی ترک عمدتاً به‌وسیله‌ی حفره‌ها انجام می‌شود، بهینه‌سازی خواص فازهای زمینه عملاً نمی‌تواند نقش موثری را ایفا کند. برای مثال، میزان افزایش استحکام خستگی فولاد D.DH با ۰/۲ درصد کربن و چگالی ٦/٦ g/cm^3 با ازدیاد سرعت سرمایش حدود ٦ درصد بهبود می‌یابد، در حالی‌که این بهبود برای چگالی ۷/۲ g/cm^3 در حدود ٢٤ درصد است. بنابراین، اگر عملیّات حرارتی بر روی فولادهای با چگالی بالاتر انجام گیرد، مسلماً تأثیر بیش‌تری بر خواص مکانیکی خواهد داشت. به عبارت دیگر، در فولادهای متخلخل با چگالی‌های کم، حفره‌ها عامل کنترل‌کننده‌ی رشد ترک هستند و ریزساختار نقش مهمی بازی نمی‌کند. در مقابل، برای فولادهای با چگالی بالاتر، ریزساختار نقش اساسی دارد. در این حالت، حفره‌ها به‌دلیل تعداد اندکشان نقش کم‌تری دارند. بنابراین، کنترل ریزساختار در این شرایط به‌روش‌های مختلف مانند عملیّات حرارتی، آلیاژسازی و تف‌جوشی مناسب، بر خواص نهایی مؤثر خواهد بود. برعکس، در چگالی‌های کم می‌توان با ایجاد تغییر در مُرفولوژی حفره‌ها، مانند افزایش فشار شکل‌دهی، انتخاب مناسب دما و زمان تف‌جوشی، تف‌جوشی حالت مایع و انتخاب مناسب اندازه‌ی ذرات دانه‌های پودر اولیّه و سایر تغییرات، خواص مکانیکی را ارتقاء بخشید.

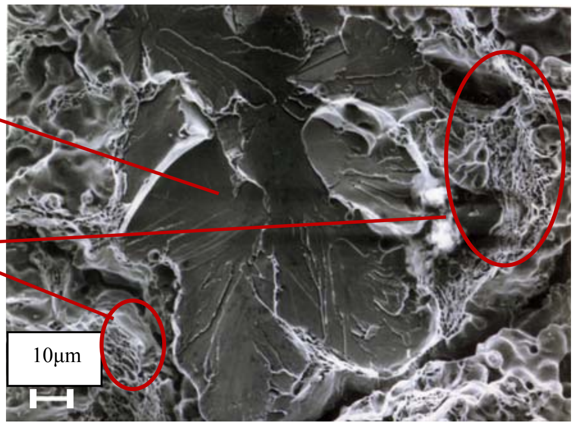
نتایج مشخصه‌یابی حفره‌ها در نمونه‌های تحت، در جدول (٤) نمایش داده شده‌اند. لازم به‌ذکر است که این نتایج از تحلیل تصویری ریزساختار قطعات قبل از حکّاکی به‌دست آمده‌اند. عامل شکل حفره‌ها (F) مقداری بین ۰ و ۱ دارد. مقدار صفر نشان‌دهنده‌ی شکل کاملاً بی‌قاعده و مقدار یک نشان‌گر شکل حفره‌ی کاملاً کروی است. نمونه‌هایی با کم‌ترین میزان چگالی، به‌دلیل وجود تخلخل زیاد و ساختار به‌هم متصل و پیوسته‌ی حفره‌ها و نیز، حفره‌های گوشه‌تیز که به‌عنوان نقاط جوانه‌زنی ترک‌ها عمل می‌کنند، دارای استحکام خستگی بسیار کمی هستند. بررسی نتایج مشخصه‌یابی تخلخل نشان می‌دهد که با افزایش چگالی، عامل شکل حفره‌ها (نظم حفره) افزایش، اندازه‌ی متوسط حفره‌ها کاهش و فاصله‌ی متوسط حفره‌ها کاهش می‌یابد. همه‌ی این عوامل، شامل کروی‌تر شدن حفره‌ها و کوچک شدن اندازه و فاصله‌ی متوسط آن‌ها، باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شوند.

جدول ٤ نتایج آزمون مشخصه‌یابی حفره‌ها در فولادهای مورد مطالعه

کد نمونه	چگالی (g/cm^3)	عامل شکل	اندازه‌ی میانگین حفره‌ها (μm)	فاصله‌ی میانگین حفره‌ها (μm)
D2	٦/٦	۰/۳۷	۲۲	۱۰۰/٦۵
D2	٦/۹	۰/٤۰	١٤	۷٤/۷٤
D2	۷/۲	۰/٤٦	۱۰	٦۲/٦٤
P2	٦/٦	۰/٤۰	۲۱	۹۵/۹۷
P2	٦/۹	۰/٤٤	۱۲	٦٤/۰۸
P2	۷/۲	۰/٤۹	۱۰	٦۲/٦۰



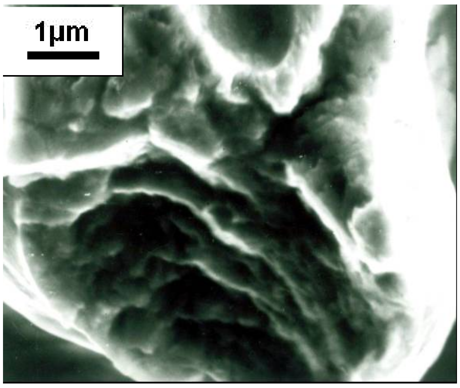
شکل ٦ شکست انعطاف‌پذیر و ترد در فولاد متالورژی پودر گروه P2



شکل ۷ شکست انعطاف‌پذیر و ترد در فولاد متالورژی پودر گروه D2

به‌منظور بررسی سطوح شکست نمونه‌های مورد مطالعه، تصویرهای مختلفی با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی تهیه شد. این تصویرها نشان‌دهنده‌ی شکست‌هایی شامل شکست انعطاف‌پذیر (Ductile Fracture)، تردِ کلیواژ (Cleavage Fracture) و نیز، خطوط موّاج (Striation) می‌باشند. مهم‌ترین سازوکار اشاعه‌ی ترک به‌خصوص در قطعاتی با چگالی کم، حرکت ترک از مسیر مرز ذرات پودر، به‌هم پیوستن حفره‌ها، افزایش طول ترک و نهایتاً، شکست قطعه بوده است. با قطع گردنه‌های تف‌جوشی، شکست انعطاف‌پذیر که ناشی از تغییر شکل مومسان ایجاد شده در این نواحی و به‌هم پیوستن حفره‌هاست، مشاهده می‌شود. وجود دیمپل از مشخصه‌های بارز شکست نرم در این نواحی است. شکست تردِ کلیواژ (رخ‌برگی) در اثر فرورفتگی بیش از حد حفره در ذرات پودر پایه به‌وجود می‌آید. در این حالت به‌دلیل تمرکز ایجاد شده، ترک به‌جای این‌که دانه‌ی پودر را دور بزند، راحت‌تر است که مسیر داخل ذره‌ی پودر را بپیماید. وجود صفحه‌های رخ‌برگی نشانه‌ی آشکاری از شکست ترد ذرات پودر است. نمونه‌هایی از این نوع شکست در شکل‌های (٦) و (۷) قابل مشاهده‌اند. این دو نوع شکست در سطوح خستگی و شکست فولادهای تف‌جوشی شده قابل مشاهده می‌باشند. مشاهده‌ی خطوط موّاج در فولادهای تف‌جوشی شده تحت

نیروهای تناوبی، سخت ولی ممکن است. این علائم در ناحیه‌ی خستگی سیکل بالا و به‌دلیل حضور تخلخل به‌صورت موضعی، مشاهده می‌شوند. محققان، [3,10]، به تشکیل خطوط موّاج به‌دلیل کرنش مومسان در رأس ترک خستگی در مواد تف‌جوشی شده به‌صورت موضعی اعتقاد دارند. آن‌ها افزون بر این، مشاهده‌ی این خطوط را به‌دلیل طبیعت تناوبی رشد ترک خستگی می‌دانند. شکل (۸) این خطوط موّاج موضعی را نشان می‌دهد.



شکل ۸ نمونه‌ای از خطوط موّاج مشاهده شده در سطح شکست نمونه‌های تحت بارگذاری خستگی

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، خواص مکانیکی و سازوکار شکست دو نوع فولاد متالورژی پودر با باند نفوذی Distaloy DH و Distaloy HP بررسی شد و تأثیر سرعت سرمایش از دمای تف‌جوشی بر خواص نهایی مطالعه شد. یافته‌ها نشان دادند که:

1- با افزایش چگالی از ۶/۹ g/cm^3 به ۷/۲ g/cm^3 در فولاد D.HP با ۰/۵ درصد وزنی کربن و سرعت سرمایش ۱/۲ $^\circ C/sec$، سختی، استحکام کششی و خستگی به‌ترتیب به‌میزان تقریبی ۶۲، ۵۲ و ۸٤ درصد افزایش یافتند.

۲- تأثیر افزایش چگالی بر بهبود استحکام خستگی در مقایسه با استحکام کششی به‌مراتب بیش‌تر بود، به‌طوری که با افزایش چگالی از ۶/۹ g/cm^3 به ۷/۲ g/cm^3 در فولاد D.DH با ۰/۵ درصد کربن و سرعت سرمایش ۱/۲ $^\circ C/sec$، سختی، استحکام کششی و استحکام خستگی به‌ترتیب ۶۲، ۶۱ و ۱۰۰ درصد افزایش یافتند. این واقعیّت مؤید نقش متفاوت حفره‌ها در تخریب‌های حاصل از اعمال نیروهای استاتیکی و دینامیکی است و نقش مؤثرتر آن‌ها را در بارگذاری‌های تکرارپذیر نشان می‌دهد.

۳- بهبود خواص قطعات و خواص فازهای متالورژیکی در نتیجه‌ی افزایش سرعت سرمایش، در چگالی‌های بالاتر مشهودتر بود.

٤- نتایج حاصل از مشخصه‌یابی فولادهای مورد مطالعه نشان دادند که افزایش چگالی، افزایش عامل شکل، کاهش اندازه‌ی متوسط دانه‌ها و کاهش فاصله‌ی متوسط بین آن‌ها را به‌دنبال می‌آورد.

۵- وجود عنصر نیکل در ترکیب شیمیایی فولاد D.HP، تشکیل مناطق آستنیتی را پس از تف‌جوشی در ریزساختار به‌دنبال دارد. وجود این مناطق چقرمه با نقش متوقّف‌کننده یا کندکننده‌ی حرکت ترک‌ها، منجر به بهبود خواص خستگی این فولاد در مقایسه با فولاد D.DH شده است.

٦- سه سازوکار شکست در ناحیه‌ی رشد ترک مشاهده شد که عبارت بودند از: شکست انعطاف‌پذیر (دیمپل) گردنه‌های تف‌جوشی، شکست تردِ کلیواژ (رخ‌برگی) دانه‌های پودر پایه و تشکیل خطوط موّاج.

مراجع

1. Skoglund P., Bengtsson S., "Materials For Highly Loaded Parts Such as Connecting Rod", PM2000 Conference, Kyoto, Japan, (2001).

2. Gregg Bruce R., Dalton W.K., "Modern Materials and Manufacturing Processes", Chapter 11, pp. 225-233, Third Edition, (2004).

3. Chawla N., Polasik S., Narasimhan K.S., Koopman M., Chawla K.K., "Fatigue Behavior of Binder-Treated Powder Metallurgy Steels", Int. J. of Powder Met., 37, pp. 49- 57, (2001).

4. Christian K.D., German R.M., "Relation Between Pore Structure and Fatigue Behavior in Sintered Iron-Copper-Carbon", Int. J. of Powder Met., 31 (1), pp. 51-61, (1995).

5. Danninger H., Spoljaric D., Weiss B., "Microstructural Features Limiting the Performance of P/M Steels", The Int.l J. of Powder Met., 33(4), pp. 43-53, (1997).

6. Lindstedt U., Karlsson B., Masini R., "Influence of Porosity on Deformation and Fatigue Behavior of P/M Austenetic Stainless Steels", The Int. J. of Powder Met., 33(8), pp. 49-61, (1997).

7. Khorsand H., "The Investigation of Microstructural Characteristics Effect on Periodic Behavior of Powder Metallurgical Steels" Ph.D Thesis, Material Science and Engineering Department, Sharif University of Technology, Tehran, Iran, (2002).

8. Gerard D.A., Koss D.K., "Low Cycle Fatigue Crack Initiation: Modeling the Effect of Porosity", Int. J. of Powder Met., 26(4), pp. 337-343, (1990).

9. Sudhakar K.V., "Fatigue Behavior of a High Density Powder Metallurgy Steel", Int. J. of Fatigue, 22, pp. 729-734, (2000).

10. Drar H., "Metallographic and Fractographic Examination of Fatigue Loaded PM-Steel with and without MnS Additive", Mat. Characterization, 45, pp. 211-220, (2000).

11. Holmes J., Queeney R.A., "Fatigue Crack Initiation in a Porous Steel", Powder Met., 28(4), pp. 231-235, (1985).

12. Gerard D.A., Koss D.A., "Porosity and Crack Initiation during Low Cycle Fatigue", Mat. Sci. and Eng. A, 129, pp. 77-85, (1990).

13. Saritas S., Causton R. and et al., "Effect of Microstructural Inhomogeneities on the Fatigue Crack Growth Response of a Prealloyed and Two Hybrid PM Steels", Powder Met. World Congress & Exhibitation, Florada, USA, (2002).

14. Alzati L., Bergmark A., Andersson J., "Microstructural Reinforcement Obtained by Diffusion Bonding", PM TEC Conference, Montreal, Canada, (2005).

15. Bergman O., Bergmark A., "Influence of Microstructure on The Fatigue Performance of PM Steel", PM TEC Conferemce, Las Vegas, USA, (2003).

16. Alzati L., Bergmark A., "Diffusion Alloyed Powders With High Fatigue Performance in as-Sintered State", PM World Conference, Vienna, Austria, (2004).

17. Chagnon F., Tremblay L., "Effect of Post-Sintering Cooling Rate on Properties of Diffusion Bonded Steel Materials", Euro PM Conference Proceeding, 3, p.203-208, (2004).

18. Alzati L., Bergmark A., Andersson J., “Fatigue Performance of PM Steel in as-Sintered State”, PM AI Congress, Mumbai, India, (2005).

19. Chawla N., Morphy T.F. and et al., ”Axial Fatigue Behavior of Binder-Treated Versus Diffusion Alloyed Powder Metallurgy Steel”, Mat Sci. and Eng. A, 308, pp.180-188, (2001).

20. Chawla N., Babic D., Williams J.J., ”Effect of Copper and Nickel Alloying Additions on the Tensile and Fatigue Behavior of Sintered Steel”, PMTEC2 conference, Las Vegas, USA, (2003).

21. "Tiny Clues in the Quest for Better Fatigue Strength", Technical Trend, Metal Powder Report, 2004.

22. Hardboletz A., Weiss B., "Fatigue Behavior of Iron Based Sintered Material: A Review", Int. Mat. Rev., 42(1), pp. 1-44, (1997).

23. Bergmark A., Alzati L., Persson U., ”Fatigue Crack Initiation in PM Steel”, PMTEC Powder Met. World Congress, MPIF, Orlando, USA, (2002).

24. Lindskog P., Skoglund G., ”Alloying Practice in the Production of Sintered Steel”, European PM Conference, (1971).

25. Hoganas Co. website, (www. Hoganas.com.) Hoganas Handbook, Sintered Components, Iron and Steel Powders for Sintered Components, Overview of Powder Grades, Diffusion Alloyed Grades.

26. Christian D., German R.M., ” Relation Between Pore Structure and Fatigue Behavior in Sintered Iron-Copper-Carbon”, Int. J. of Powder Met., 31, p.p 51-59, (1995).

27. Cimino T., Geraham A.H. and et al., ”The Effect of Microstructure and Pore Morphology on Mechanical and Dynamic Properties of Ferrous PM Materials”, PMTEC2, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Canada, (1999).

28. Trudel Y., Angers R., "Modern Development in Powder Metallurgy", 6, Princeton, NJ, MPIF, pp.305, (1974).

29. Abdoos H., Khorsand H., Shahani A.R. “Fatigue Behavior of Diffusion Bonded Powder Metallurgy Steel with Heterogeneous Microstructure”, J. Mat & Design, 30 (4), pp. 1026-1031, (2009).

30. Abdoos H., Shahani H., Khorsand A.R, "Investigation of Tensile Mean Stress Effect on Fatigue Behavior of Porous Sintered Ni Steel", Int. J of Eng. Sci., Iran Science and Technology University, 19 (10), pp. 209-220, (2008).

31. Huo C.Y., Gao H.L., ”Strain-Induced Martensititic Transformation in Fatigue Crack Tip Zone for a High Strenght Steel”, Mat. Characterization, 55, pp.12-18, (2005).